

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 58-042753

(43)Date of publication of application : 12.03.1983

---

(51)Int.Cl. C22C 38/06  
C21D 8/02  
C21D 9/46

---

(21)Application number : 56-140574

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 07.09.1981

(72)Inventor : SUDO MASATOSHI  
SHIBATA ZENICHI

---

(54) HIGH GAMMA VALUE TYPE HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL PLATE HAVING COMPOSITE STRUCTURE AND ITS MANUFACTURE

(57)Abstract:

PURPOSE: To enhance the deep drawability and enameling hardenability by adding prescribed percentages of C, Mn, P, Si, Al, N and a structure transformed at low temp.

CONSTITUTION: A steel consisting of 0.02W0.1% C, 0.2W0.7% Mn, 0.035W0.1% P, 0.1W0.5% Si, 0.01W0.08% Al, 0.002W0.01% N and the balance Fe is refined, hot rolled, cold rolled, annealed, and heated to the Ac1WAc2 transformation point at  $\geq 5^\circ$  C/sec average heating rate. It is held at the temp. for  $\leq 5$ min and quenched to  $\leq 500^\circ$  C at  $\geq 300^\circ$  C/sec average cooling rate to form a ferrite structure contg. 2W20% structure transformed at low temp.

---

### LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japanese Patent Office

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑪ 公開特許公報 (A)

昭58—42753

⑫ Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 22 C 38/06  
C 21 D 8/02  
9/46

識別記号  
C B B

庁内整理番号  
7147—4K  
6793—4K  
7047—4K

⑬ 公開 昭和58年(1983) 3月12日

発明の数 2  
審査請求 未請求

(全 4 頁)

⑭ 高 r 値型複合組織高強度冷延鋼板及びその製造方法

⑮ 発明者 柴田善一

神戸市垂水区伊川谷町潤和417—28

⑯ 特 願 昭56—140574

⑰ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所

⑱ 出 願 昭56(1981) 9月7日

神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

⑲ 発明者 須藤正俊

神戸市北区泉台1丁目2—14

明 細 書

1. 発明の名称

高 r 値型複合組織高強度冷延鋼板及びその製造方法。

2. 特許請求の範囲

(1)  $0.02 \sim 0.1\%$ ,  $Mn 0.2 \sim 0.7\%$ ,  $P 0.035 \sim 0.1\%$ ,  $S 0.01 \sim 0.05\%$ ,  $As 0.01 \sim 0.08\%$ ,  $N 0.002 \sim 0.01\%$ , 残部鉄及び不純物からなる鋼であって、低温変態組織を 2~20% 含むフェライト組織としたことを特徴とする深絞り性、焼付硬化性のすぐれた高 r 値型複合組織鋼板。

(2)  $0.02 \sim 0.1\%$ ,  $Mn 0.2 \sim 0.7\%$ ,  $P 0.035 \sim 0.1\%$ ,  $S 0.01 \sim 0.05\%$ ,  $As 0.01 \sim 0.08\%$ ,  $N 0.002 \sim 0.01\%$ , 残部鉄及び不純物からなる鋼を熱間圧延、冷間圧延して得た冷間圧延鋼板をバッチ焼鈍した後、 $A_{0.1} \sim A_{0.2}$  変態点の温度範囲に平均加熱速度  $50^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上で加熱し、この温度範囲で 5 分以下保持又は 冷しついで平均冷却速度  $800^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上で  $500^\circ\text{C}$  以下まで急冷し、低温変態組織を 2~20% 含むフェライト組織としたことを特徴とする深絞り性、焼付硬化性に優れた高 r 値型複合組織高強度冷延鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は、深絞り性、焼付硬化性のすぐれた高 r 値型の複合組織高強度冷延鋼板及びその製造方法に関する。

近時、自動車鋼板への高強度冷延鋼板の適用が試みられているが、成形性の問題(成形時の破断、しわ等の面不良発生、スプリングバックの大きいことによる形状不良)等により本格的採用にはなお大きな課題を残している。最近になって複合組織鋼(D.P鋼)が開発され、高強度、低降伏比でかつ焼付硬化性があるという特長を有していることから、実用化の方向に向っている。しかしながら、フェライト中にマルテンサイト等の低温変態組織を導入すると、深絞り性の指標となる r 値の大巾な低下が認められ、 $r 1.5$  以上の高い r 値が確保できないという問題があった。

本発明は、上述の問題に鑑み、個々の特長を有する複合組織鋼板に対してすぐれた深絞り性を付与すべく研究を重ねた結果完成されたものである。

すなわち本発明は、 $0.002 \sim 0.1\%$ 、 $Mn 0.2 \sim 0.7\%$ 、 $P 0.005 \sim 0.1\%$ 、 $Si 0.1 \sim 0.5\%$ 、 $As 0.01 \sim 0.08\%$ 、 $N 0.002 \sim 0.01\%$  焼結鉄及び不純物からなる鋼であって、低温変態組織を2~20%含むフェライト組織としたことを特徴とする深絞り性、焼付硬化性のすぐれた高 $r$ 値型複合組織鋼板であり、更に上述の成分の鋼を焼間圧延、冷間圧延して得た冷間圧延鋼板をパッチ焼鈍した後、 $A_1 \sim A_3$  変態点の温度範囲に平均加熱速度  $50^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上で加熱し、この温度範囲で5分以下保持又は徐冷しついで平均冷却速度  $800^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上で  $500^\circ\text{C}$  以下まで急冷し、低温変態組織を2~20%含むフェライト組織としたことを特徴とする深絞り性、焼付硬化性に優れた高 $r$ 値型複合組織鋼板の製造方法である。

本発明では成形性の優れた中強度鋼板であるP添加Asキルド鋼に着目し、このP添加鋼の複合組織鋼への適用を検討した。第1図は、実施例において各種鋼を複合組織化した場合の低温変態組織である第2相面積率による $r$ 値の変化をまとめた図であるが、図から知られるようにP添加鋼の

合には通常のフェライト+パーライト組織では高 $r$ 値を有するが、低温変態組織を導入すると $r$ 値が急激に劣化し、 $r$  15以下になってしまふ。これに対して適量のSiを含有せしめたP添加鋼では低温変態組織を導入しても $r$ 値の劣化は少なく、第2相面積率20%程度までは $r$  15以上を維持できることが知見された。すなわちP添加鋼に対して適量( $Si 0.1 \sim 0.5\%$ )のSiを含有させて複合組織化を図ることにより、複合組織鋼の特長を有しつつ、しかも深絞り性の優れた高強度冷延鋼板とすることができるのである。

適量のSiを含有せしめることにより上述の現象が現れる理由として、第2相面積率のはば等しいSi添加鋼及び無Si添加鋼の変形前後の集合組織の変化を調べたところ、初期集合組織がほぼ同一であるにもかかわらず、深絞り加工後は、Si無添加の材料の(200)面の準位が強い傾向にあった。これらのことより、Si添加によるフェライトの $r$ 値の変化に起因するものと考えている。

本発明の高強度冷延鋼板において、低温変態組

織の面積率は2%以上必要であり、これ未満では高強度、低降伏比、焼付硬化性等の複合組織鋼板としての特長が失われる。また低温変態組織の面積率が20%以上になると、 $r$ 値の劣化が著しく高 $r$ 値が維持できなくなり、また焼延移行温度の上昇も著しくなるので、上限を20%とする。なお望ましくは低温変態組織の面積率は3~15%である。本発明において低温変態組織とは主にマルテンサイトを示すが、マルテンサイトには一部残留オーステナイトを含み、またマルテンサイト以外にベイナイトが含まれることもある。またフェライトは望ましくはポリゴナルフェライトである。

次に本発明の高強度冷延鋼板の化学成分について述べる。

Cは強化及び焼入性向上効果を發揮させ、マルテンサイト等を形成させるため、更には点溶接部の組織を健全にするために0.02%以上を必要とする。しかしながらあまり多いと $r$ 値を低下させ、冷間加工性を著しく低下させしかも点溶接部の硬さが増すので、上限を0.10%とする。なお

冷間に優れた冷間加工性が要求される場合には0.07%以下とするのが望ましい。

Mnは $\delta$ による赤熱脆性を防止するのに必要であり、かつ焼入性を増して所望の組織を得るために必要な元素なので0.20%以上必要である。しかしあまり多いと、{111}集合組織の発達を阻害して $r$ 値を低下させるので、上限を0.7%とする。なお特に高い $r$ 値を要求する場合には、0.4%以下とするのが望ましい。

Asは脱酸元素として必要であるばかりでなく、Nと結合してパッチ焼鈍において成形性を良好にする再結晶集合組織の形成に有効に作用するので、0.01%以上含有せしめる必要があるが、一方あまり多く含有せしめると介在物が増えるので、上限を0.08%とする。望ましくは0.01~0.05%である。

Nは上述のAsと結合し、AsNとして再結晶集合組織の形成に有効に作用し、高 $r$ 値とすることができるので0.002%以上望ましくは0.008%以上含有せしめる必要があるが、あまり多く含有せしめるとその効が飽和に達し、かつ焼製上も困難と

で0.05%以下とするのがよい。

次に本発明の高強度冷延鋼板の製造方法について第2図の模式図にしたがって説明する。

本発明の高強度冷延鋼板の製造において、熱延焼鈍により、高 $\sigma$ 値を得ることが困難なので、開圧延後、予めバッチ焼鈍を行なう。バッチ焼鈍はそれ自体常法にしたがって600~800℃の温度で行なわれる。このバッチ焼鈍材について第2図に示す連続焼鈍を施すのである。

第2図において、まず所定成分の冷延鋼板を加熱速度 $h_1$ にて $A_0 \sim A_0$ 変態点の( $\alpha+\gamma$ )二相域の温度 $T_1$ まで急速加熱し、温度 $T_1$ で $t_1$ 時間保持する。加熱速度 $h_1$ は5℃/秒以上とする。また $T_1$ は $A_0 \sim A_0$ 変態点とし、 $t_1$ を5分以下として保持するのは、この段階でオーステナイトを出現せしめて複合組織鋼とする準備をするためである。なお $T_1$ は( $\alpha+\gamma$ )二相域の高温度の方が望ましい。

温度 $T_1$ に所定時間 $t_1$ 保持した後、 $T_1$ 以下 $A_0$ 変態点の範囲の温度 $T_2$ まで平均冷却速度 $C_1$ で急冷する。この急冷はフェライト中の固溶炭素を残りの

オーステナイト中へ固溶させ、オーステナイトの安定化を図ると共に、固溶炭素の少ないフェライトは清浄化されることから延性の改善を図り、更に所望の割合の第二相を得るための準備段階であり、 $C_1$ は急冷であり望ましくは5~40℃/秒とする。尚この急冷過程の代りに $T_1=T_2$ すなわち保持温度での保持時間を長目にしておいてもよい。温度 $T_1$ (又は $T_2$ )から $T_2$ までは急冷過程である。ここでは上記炭素の固溶した未変態オーステナイトをマルテンサイトに変態させるための過程であり、 $C_1$ より速い冷却速度を必要とし800℃/秒以上とする。また $T_2$ はマルテンサイト変態に必要な500℃以下とする。なおこの急冷過程の後必要に応じて過時効処理がなされる。また急冷過程では、ミスト冷却、水冷、ロール冷却等の任意の方式が採用される。

次に本発明の実施例を比較例と共に説明する。

第1表に示す供試材を真空溶融炉で精製し、粗圧延した80mm<sup>2</sup>スラブを8パスにて28mm<sup>2</sup>の熱延板とした。この熱延板を冷間圧延して0.8mm<sup>2</sup>の冷

延板として更に700℃×8時間のバッチ焼鈍を行なった。この焼鈍板について第2表に示す条件で熱延処理を行ない、種々の組織を有する鋼板を得た。この鋼板の組織観察結果及び機械的性質の測定結果を第3表に示す。

第3表から知られるように本発明鋼である供試材A-1, 2, Bはいずれも $\sigma_F$ 1.5以上であり、優れた深絞り性を示しているのがわかる。又、焼付き硬化係数( $\Delta\sigma_F/\Delta H$ )も7kg/mm<sup>2</sup>程度の値を示している。このような本発明鋼は従来のD.P.鋼にくらべ点溶接性、疲労強度、塑性も良好であることが確認されている。

第1表 化学成分(%)

供試材	C	Si	Mn	P	S	AS	N	備考
A	0.040	0.25	0.40	0.025	0.015	0.050	0.0050	本発明
B	0.040	0.25	0.15	0.025	0.015	0.045	0.0045	"
C	0.040	0.015	0.40	0.025	0.015	0.050	0.0050	比較例
D	0.080	1.05	0.45	0.020	0.015	0.045	0.0045	"
E	0.15	0.20	0.40	0.020	0.005	0.040	0.0045	"

第2表 連続焼鈍条件

供試材	$h_1$ (℃/秒)	$T_1$ (℃)	$t_1$ (分)	$C_1$ (℃/秒)	$T_2$ (℃)	$C_2$ (℃/秒)	$T_2$ (℃)	備考
A-1	25	850	1	10	750	2000	8, T	本発明
-2	"	"	"	"	"	500	250	"
-3	"	"	"	"	500	2000	8, T	"
B	"	"	"	"	750	1500	"	"
A-4	"	"	"	"	500	20	300	比較材
-5	"	"	"	"	550	2000	8, T	"
C-1	"	"	"	"	500	20	300	"
-2	"	"	"	"	750	2000	8, T	"
-3	"	"	"	"	500	"	"	"
D	"	"	"	"	750	"	"	"
E	"	"	"	"	"	"	"	"

図3 表 機械的性質および吸熱熱阻値

試料	降伏応力 ( $\text{kg}/\text{cm}^2$ )	引張強さ ( $\text{kg}/\text{cm}^2$ )	延伸率 (%)	全伸び (%)	$\bar{r}$	$\Delta\sigma_{7.2, H}$ ( $\text{kg}/\text{cm}^2$ )	吸熱熱阻値	備考
A-1	36.6	52.1	0.63	0.63	1.08	7.3	P+10SM	本発明
-2	34.4	50.4	0.61	0.16	1.70	6.5	P+9 SM+2SD	
-3	34.2	51.3	0.59	2.80	1.83	7.3	P+10SM	
B	34.2	52.5	0.64	0.65	1.75	7.6	P+9 SM	
A-4	30.0	48.8	0.63	0.60	1.75	2.5	P+P	比較例
-5	40.2	67.0	0.60	2.85	1.35	2.5	P+8.0SM	
O-1	22.8	38.7	0.60	0.65	1.82	2.3	P+P	
-2	37.8	51.3	0.61	2.75	1.41	7.0	P+8.8SM	
-3	40.0	62.6	0.63	2.60	1.75	2.2	P+11.8SM	
D	41.7	67.3	0.62	2.40	1.99	2.1	P+12.5SM	
E	42.4	68.6	0.61	1.85	1.15	2.2	P+15.5SM	

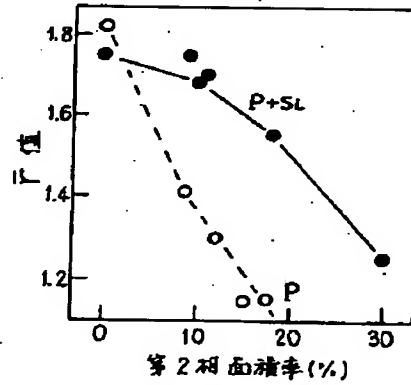
試験はすべてJIS 18号試験片、15スケンパス後

$\Delta\sigma_{7.2, H}$ : 5分引張成形後、170°Cで20分保持したときの降伏応力上昇  
 備考 P: フォライト, B: ベイナイト, M: マルテンサイト, P: パーライト

## 4. 図面の簡単な説明

第1図は、実施例に示した各種鋼(A-1~E)についてP添加とP+8.1添加に分けて第2相(低温変態組織)面積率と $\bar{r}$ 値との関係を示す図であり、第2図は本発明の製造方法を示す模式図である。

第1図



第2図

